

STEEL FOR NITRIDED SPRING EXCELLENT IN FATIGUE STRENGTH AND NITRIDED SPRING

Patent number: JP7188852
Publication date: 1995-07-25
Inventor: SATO HITOSHI; others: 02
Applicant: KOBE STEEL LTD
Classification:
- international: C22C38/00; C22C38/40; C23C8/26
- european:
Application number: JP19930338686 19931228
Priority number(s):

Abstract of JP7188852

PURPOSE: To produce a steel for nitrided spring excellent in fatigue strength and the spring by subjecting a low alloy steel material, in which the size of non-metallic inclusions in the cross section in a rolling direction is specified, to nitriding treatment.

CONSTITUTION: A steel material, which has a composition containing, by weight, 0.3-0.7% C, 0.8-4% Si, 0.2-1.5% Mn, 0.4-3% Cr, 0.02-0.7% sol.Al, and <20ppm O and further containing one or more kinds among 0.05-0.5% V, 0.05-0.5% Nb, 0.05-0.5% Mo, and 0.1-3% Ni, is hot-rolled and wiredrawn. The resulting wire is formed into spring state, and, after formed into spring state having a structure where the size of non-metallic inclusions in 3600mm<2> cross section in a rolling direction is regulated to <=15mm, the resulting spring is nitrided. By this method, the nitricled spring, in which hardness in the part between the surface and a position at a depth of <=10mm from the surface is regulated to <=900 Vickers hardness Hs and also Vickers hardness Hi in the inner part is regulated to 450-570 and which has excellent fatigue strength, can be produced.

Data supplied from the *esp@cenet* database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-188852

(43) 公開日 平成7年(1995)7月25日

(51) IntCl. ^s	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1 N			
38/40				
C 2 3 C 8/26				

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 5 頁)

(21) 出願番号 特願平5-338686

(22) 出願日 平成5年(1993)12月28日

(71) 出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72) 発明者 佐藤 仁資

兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会
社神戸製鋼所神戸製鉄所内

(72) 発明者 蔵本 廣志

兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会
社神戸製鋼所神戸製鉄所内

(72) 発明者 川口 康信

兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番地 株式会
社神戸製鋼所神戸製鉄所内

(74) 代理人 弁理士 植木 久一

(54) 【発明の名称】 疲労強度の優れた窒化ばね用鋼および窒化ばね

(57) 【要約】

【構成】 C, Si, Mn, Cr, sol. Al 酸素の各含有量を規定すると共に、V, Nb, Mo, Ni よりなる群から選択される元素を1種以上含有し、残部 Fe および不可避不純物からなり、該鋼線材の中心を含む圧延方向断面 3600mm^2 における非金属介在物の大きさを $15\mu\text{m}$ 以下に規定してなる高疲労特性の窒化ばね用鋼、および該鋼材を窒化処理してなり、表面から $10\mu\text{m}$ 以内のピッカース硬さ Hs が 900 以上、内部のピッカース硬さ Hi が 450~570 である、疲労強度の非常に優れた窒化ばねを開示する。

【効果】 高い疲労強度の窒化ばねを与える鋼材を得ることができ、又この鋼材を窒化処理することによって、内燃機関用弁ばね等として非常に優れた疲労特性を備えた窒化ばねを提供し得ることになった。

る元素の1種以上を適量含有する鋼材からなり、且つ該鋼材の圧延方向断面 3600mm^2 における非金属介在物の大きさを $15\mu\text{m}$ 以下に特定してなる高疲労特性の窒化ばね用鋼、並びに該鋼材を窒化処理してなり、表面から $10\mu\text{m}$ 以内のピッカース硬さ H_s が 900 以上、内部のピッカース硬さ H_i が $450\sim 570$ の窒化ばねを提供するものであり、この窒化ばねは非常に優れた疲労特性を有しており、自動車用等の内燃機関用弁ばね等として非常に優れた性能を発揮するものである。まず、本発明で使用する鋼材の成分組成を定めた理由を説明する。

【0009】C: $0.3\sim 0.7\%$

高応力が負荷されるばね用鋼材として十分な強度を確保するのに欠くことのできない元素であり、少なくとも 0.3% 以上含有させなければならない。しかしながら、多くなり過ぎると、靱性が極端に悪くなってばね成形時に折損し易くなる他、後述する様な理由から内部硬さを下げるためにも 0.8% 以下に抑える必要がある。

【0010】Si: $0.8\sim 4\%$

窒化処理後のばねの耐へたり性を向上するために必須の成分であり、少なくとも 0.8% 以上含有させなければならない。しかし多過ぎると靱性の低下が著しくなるので、 4% 以下に抑えるべきである。

【0011】Mn: $0.2\sim 1.5\%$

製鋼時の脱酸と靱性向上に有効に作用する元素であり、これらの作用を有効に発揮させるには 0.2% 以上含有させなければならない。しかし、 1.5% を超えて過剰に含有させると、製鋼時の熱処理工程でベイナイト等の過冷却組織が生成し易くなり伸線性が著しく悪化する。

【0012】Cr: $0.4\sim 3\%$

窒化物を生成し易い元素であって、窒化処理による表面硬さの向上に欠くことのできない元素であり、その効果は 0.4% 以上の添加で有効に発揮される。しかしながら 3% を超えて過剰に含有させると、靱延性が低下し線材への加工が困難になる。

【0013】sol. Al: $0.02\sim 0.7\%$

前述の如くAlは、従来より金属介在物の生成源となつて疲労特性に悪影響を及ぼすことが確認されており、極力少なくする方が好ましいと考えられていた。しかしながら本発明者らが種々研究を重ねたところによると、sol. Alは窒化処理による表面硬さの向上に優れた効果を発揮するので、本発明の目的を果たす上で必須の成分となる。そして、こうした作用効果を有効に発揮させるにはsol. Alを 0.02% 以上含有させなければならないが、反面、含有量が多くなり過ぎると窒化処理時の窒化層を十分に深くすることが困難になり、表面硬化効果が却って低下してくるので 0.7% 以下に抑えなければならない。

【0014】V: $0.05\sim 5\%$, Nb: $0.05\sim 0.5\%$, Mo: $0.05\sim 0.5\%$, Ni: $0.1\sim$

3% よりなる群から選択される元素を1種以上

いずれも焼入れ・焼戻し等の熱処理後の靱延性を高めるため、少なくとも1種を上記の下限值以上含有させなければならない。しかしながら、V, Nb, Moの含有量が上限値を超えると、巨大な炭化物や窒化物が生成し易くなって疲労特性を著しく悪化させ、またNi量が上限値を超えると、熱間圧延時にベイナイト組織やマルテンサイト組織が生成し易くなって靱延性を悪化させるので、夫々上限値以下に抑えなければならない。

【0015】本発明に係る弁ばね用鋼材の必須構成元素は以上の通りであり、残部は鉄および不可避不純物からなるものであるが、不可避不純物として混入してくる酸素については、その含有量を 20ppm 以下に抑えることが必須の要件となる。しかし該酸素含有量が 20ppm を超えるものでは、酸化物系介在物量が増大して該介在物に起因する疲労破壊を起こし易くなり、本発明の前記目的を果たせなくなるからである。

【0016】更に本発明では、耐疲労特性を高めるための他の要件として、疲労破壊の起点となる鋼中の非金属介在物サイズを極力小さくすることが必要であり、目的達成のための基準として、上記成分組成の要件を満たす鋼線材の中心を含む圧延方向断面 3600mm^2 内における非金属介在物の大きさを $15\mu\text{m}$ 以下にすることが必須となる。しかし $15\mu\text{m}$ を超える粗大な非金属介在物は、疲労破壊の起点となって繰り返し応力を受けたときに折損を生じる原因になるからである。

【0017】尚、 $15\mu\text{m}$ 以下の微細な非金属介在物が疲労破壊の起点となることは殆ど無いが、その絶対数が多過ぎると靱性に悪影響を及ぼすことは否めないもので、好ましくは同断面 3600mm^2 内において、 $5\sim 15\mu\text{m}$ の大きさの非金属介在物の総数を 50 以下に抑えることが望ましい。

【0018】本発明に係る窒化ばねは、上記要件を満足する鋼線材を常法に従って窒化処理し、表層部を集中的に硬質化することにより、表面から $10\mu\text{m}$ 以内のピッカース硬さ H_s を 900 以上とすると共に、内部のピッカース硬さ H_i を $450\sim 570$ の範囲にすることによって得られる。表面から $10\mu\text{m}$ 以内のピッカース硬さ H_s が 900 未満では、表面のマトリックスを起点とする疲労破壊が起こり易くなり、また内部硬さが $H_v 450$ 未満では、内部のマトリックスを起点とする疲労破壊が起こり易くなるばかりでなく耐へたり性も悪くなり、逆に $H_v 570$ を超えると、内部で介在物起点の折損が起こり易くなり、いずれも満足のいく疲労寿命が得られなくなる。尚、窒化層の深さは特に限定されないが、表面および内部起点での疲労寿命のばらつきを抑えるためには、該窒化層深さを $40\mu\text{m}$ 以上とすることが望ましい。

【0019】

【実施例】次に本発明の実施例を示すが、本発明はもと

より下記実施例によって制限を受けるものではなく、前後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

【0020】実施例1

表1に示す化学組成の鋼を溶製し、熱間圧延により直径7mmの線材とした後、焼鈍→皮削り→パテンティング→伸線→焼入れ焼戻し→ばね成形→窒化の各処理を順次経て直径3.2mmのばね用素線を作製し、表2に示す諸元のばねを製造した。これらの内、V、Nb無添加の

比較鋼No. 8はばね成形中に折損が多発し、またNiまたはCr含有量の高い比較鋼No. 9, 10は伸線加工中に断線が多発し、いずれもばね成形できなかった。ばね成形することのできたものについては、ショットピーニング処理を施してからばね疲労試験を行なうと共に、ばね素線の硬さ分布を測定した。それらの結果並びに線材としての非金属介在物の大きさ測定結果を表3に一括して示す。

【0021】

【表1】

No.	化学成分（重量％）										伸線加工中の断線	コイルリング時の折損	備考
	C	Si	Mn	Cr	V	Nb	Ni	Mo	sol. Al	酸素 (ppm)			
1	0.59	2.01	1.02	1.01	0.11	0.15	0.52	Tr.	0.20	5	無し	無し	本発明鋼
2	0.60	1.97	1.00	0.99	0.22	0.35	0.98	0.11	0.21	8	無し	無し	〃
3	0.58	1.99	0.99	0.97	0.30	Tr.	1.49	0.21	0.41	10	無し	無し	〃
4	0.61	2.02	0.97	1.04	0.47	Tr.	2.93	0.20	0.65	10	無し	無し	比較鋼
5	0.60	2.04	0.99	1.02	0.20	Tr.	0.99	0.18	0.01	37	無し	無し	〃
6	0.60	2.00	1.01	0.99	0.21	Tr.	1.01	Tr.	Tr.	15	無し	無し	〃
7	0.59	2.01	0.97	1.01	0.20	Tr.	1.00	0.08	0.93	7	無し	無し	〃
8	0.60	2.05	0.99	0.98	Tr.	Tr.	0.02	0.01	0.27	9	無し	有り	〃
9	0.55	2.02	1.01	1.03	0.21	Tr.	3.87	0.55	0.22	12	有り	—	〃
10	0.57	1.95	0.88	3.10	0.09	Tr.	0.35	0.53	0.20	13	有り	—	〃
11	0.55	0.72	0.95	0.75	0.12	0.08	0.43	Tr.	0.35	11	無し	無し	〃

【0022】

【表2】

ばね諸元		ばね疲労試験
素線径	3.2mm	平均応力 $\tau_m = 686\text{N/mm}^2$
コイル平均径	21.0mm	
総巻数	6.5巻	応力振幅 $\tau_a = 539\text{N/mm}^2$
有効巻数	4.5巻	
ばね定数	24.5N/mm	

【0023】

【表3】

No.	線材での介在物 1)		2) 表層硬さ Hs (HV)	内部硬さ Hi (HV)	窒化深さ d(μm)	平均疲労寿命 (回)	疲労起点	備考
	大きさ16μm 以上の数	3) 全数						
1	0	4	915	503	75	5.00×10^7	未折損	本発明ばね
2	0	6	935	536	83	5.00×10^7	未折損	本発明ばね
3	0	11	984	544	72	5.00×10^7	未折損	本発明ばね
4	9	14	1053	564	79	1.15×10^7	介在物	比較ばね
5	12	121	930	539	79	2.66×10^7	介在物	比較ばね
6	0	21	878	527	87	0.88×10^7	表面	比較ばね
7	2	4	1085	529	34	2.47×10^7	内部マトリックス	比較ばね
11	0	15	970	425	67	0.75×10^7	内部マトリックス	比較ばね

注 1) 線材の中心を含む圧延方向縦断面において 3600mm^2 を測定した。

2) 表面から $10\mu\text{m}$ の深さにおける硬さ。

3) $5\mu\text{m}$ 以上の全介在物数

【0024】表3からも明らかである様に、本発明の規定要件を満たす実施例ばねは、いずれも 5×10^7 回の繰返し応力を受けた時にも折損を起こさないが、粗大な介在物を含む比較鋼No. 4および酸素含有量の多い比較鋼No. 5は、介在物起点の破壊により 3×10^7 回以下で折損を起こしている。また、Al無添加の比較鋼No. 6では表面起点の破壊により早期折損が生じており、一方過度にAlを含有する比較鋼No. 7およびSi含有量の低い比較鋼No. 11では、内部マトリッ

クの破壊によりフィッシュアイ折損を起こしている。

【0025】実施例2

表1に示したNo. 1の鋼材から製造したばねを使用し、窒化条件のみを変えて表4に示すばねを作製し、夫々について実施例1と同様にして疲労試験を行なった。結果を、ばねの表面硬さ等と共に表4に示す。

【0026】

【表4】

No.	表層硬さ Hs (HV)	内部硬さ Hi (HV)	窒化深さ d(μm)	平均疲労寿命 (回)	疲労起点	備考
1a	905	559	75	5.00×10^7	未折損	本発明例
1b	956	470	93	5.00×10^7	未折損	本発明例
1c	885	564	70	0.77×10^7	表面	比較例
1d	875	582	62	1.86×10^7	介在物	比較例
1e	966	439	97	0.67×10^7	内部マトリックス	比較例

【0027】表4からも明らかである様に、Hsの低いNo. 1cは表面折損により疲労寿命が短く、Hiが高すぎるNo. 1dは介在物起点の破壊により 2×10^7 回以下で折損を起こしている。またHiの低いNo. 1eでは、内部のマトリックスから疲労破壊を起こしており、やはり寿命が短い。これらに対し、本発明の規定要件を全て満足するNo. 1a, 1bでは、 $70 \times 55\text{kgf/mm}^2$ の応力で 5×10^7 回以上の疲労寿命を有しており、従来材よりも疲労強度が著しく向上していることが

分かる。

【0028】

【発明の効果】本発明は以上の様に構成されており、用いる鋼材の成分組成を特定すると共に、圧延方向断面における非金属介在物の大きさを特定することにより、高い疲労強度の窒化ばねを与える鋼材を得ることができ、又この鋼材を窒化处理することによって、内燃機関用弁ばね等として非常に優れた疲労特性を備えた窒化ばねを提供し得ることになった。